

PATENT ABSTRACTS OF JAPAN

(11)Publication number : 06-240356

(43)Date of publication of application : 30.08.1994

(51)Int.Cl.

C21D 8/02

C21D 9/46

C22C 38/00

C22C 38/38

(21)Application number : 05-045930

(71)Applicant : SUMITOMO METAL IND LTD

(22)Date of filing : 10.02.1993

(72)Inventor : NOMURA SHIGEKI
FUKUYAMA HARUNARI

(54) PRODUCTION OF HIGH STRENGTH HOT ROLLED STEEL PLATE EXCELLENT IN WORKABILITY

(57)Abstract:

PURPOSE: To establish means capable of inexpensively providing a hot rolled steel plate showing high tensile strength excellent ductility and stretch-flanging properties.

CONSTITUTION: A slab contg. 0.03 to 0.11% C, $\leq 1.7\%$ Si, 0.8 to 2.0% Mn, 0.2 to 0.9% Cr, 0.005 to 0.06% P, 0.01 to 0.10% sol.Al, 0.03 to 0.12% Ti and 0.0025 to 0.0120% N or furthermore contg. one or more kinds among 0.0002 to 0.01% Ca, 0.01 to 0.10% Zr and 0.002 to 0.10% rare earth elements, and the balance Fe with inevitable impurities is subjected to hot rolling at 880 to 960° C finishing temp. and is successively cooled to 600 to 700° C at 20 to 80° C/s cooling rate. Next, it is air-cooled for 1 to 10sec and is moreover cooled to 350 to 550° C at 20 to 100° C/s cooling rate. After that, it is coiled into a high strength hot rolled steel plate having a composite structure of polygonal ferrite and bainite in which the ratio of bainite occupies by 15 to 60% in terms of volume rate.

LEGAL STATUS

[Date of request for examination] 03.08.1995

[Date of sending the examiner's decision of rejection] 12.05.1998

[Kind of final disposal of application other than the examiner's decision of rejection or application converted registration]

[Date of final disposal for application]

[Patent number]

[Date of registration]

[Number of appeal against examiner's decision of rejection]

[Date of requesting appeal against examiner's decision of rejection]

[Date of extinction of right]

(19)日本国特許庁 (J P)

(12) 公 開 特 許 公 報 (A)

(11)特許出願公開番号

特開平6-240356

(43)公開日 平成 6 年(1994) 8 月30日

(51)Int.Cl. ⁵	識別記号	片内整理番号	F I	技術表示箇所
C 2 1 D 8/02	B	7412-4K		
9/46	T			
C 2 2 C 38/00	3 0 1 W			
38/38				

審査請求 未請求 請求項の数 2 F D (全 7 頁)

(21)出願番号 特願平5-45930

(22)出願日 平成 5 年(1993) 2 月10日

(71)出願人 000002118

住友金属工業株式会社

大阪府大阪市中央区北浜 4 丁目 5 番33号

(72)発明者 野村 茂樹

茨城県鹿島郡鹿島町大字光 3 番地 住友金

属工業株式会社鹿島製鉄所内

(72)発明者 福山 東成

茨城県鹿島郡鹿島町大字光 3 番地 住友金

属工業株式会社鹿島製鉄所内

(74)代理人 弁理士 今井 毅

(54)【発明の名称】 加工性に優れた高強度熱延鋼板の製造方法

(57)【要約】

【目的】 6 4 0 N/mm² 以上の引張強度と優れた延性及び伸びフランジ性を示す熱延鋼板を安定提供できる手段を確立する。

【構成】 C : 0.03~0.11%, Si ≤ 1.7 , Mn:0.8~2.0 %, Cr:0.2~0.9 %, P : 0.005 ~0.06%, sol. Al : 0.01~0.10%, Ti : 0.03~0.12%, N : 0.0025~0.0120% を含有するか、あるいは更にCa : 0.0002~0.01%, Zr : 0.01~0.10%, 希土類元素 : 0.002 ~0.10%のうちの1種以上をも含むと共に残部がFe及び不可避免不純物より成る鋼片を、仕上温度880 ~960 °Cで熱間圧延し、続いて、600 ~700 °Cにまで冷却速度20~80°C/sで冷却する第1段冷却と、1~10秒間空冷する第2段冷却と、350 ~550 °Cにまで冷却速度20~100 °C/sで冷却する第3段冷却とを行ってから巻取り、ベイナイトの割合が体積率で15~60%を占めるポリゴナルフェライトとベイナイトの複合組織を有した高強度熱延鋼板とする。

【特許請求の範囲】

【請求項1】 重量割合にてC：0.03～0.11%， Si：1.7%以下， Mn：0.8～2.0%， Cr：0.2～0.9%，

P：0.005～0.06%， sol.Al：0.01～0.10%， Ti：0.03～0.12%， N：0.0025～0.0120%を含み残部がFe及び不可避不純物より成る鋼片を、仕上温度880～960℃で熱間圧延し、熱間圧延終了後は、600～700℃にまで冷却速度20～80℃/sで冷却する第1段冷却と、続いて1～10秒間空冷する第2段冷却と、その後更に350～550℃にまで冷却速度20～100℃/sで冷却する第3段冷却とを行ってから巻取ること

を特徴とする、ベイナイトの割合が体積率で15～60%を占めるポリゴナルフェライトとベイナイトの複合組織を有し、かつ引張強度が640N/mm²以上である加工性に

優れた高強度熱延鋼板の製造方法。

【請求項2】 重量割合にてC：0.03～0.11%， Si：1.7%以下， Mn：0.8～2.0%， Cr：0.2～0.9%，

P：0.005～0.06%， sol.Al：0.01～0.10%， Ti：0.03～0.12%， N：0.0025～0.0120%を含有すると共に、更にCa：0.0002～0.01%， Zr：0.01～0.10%，希土類元素：0.002～0.10%のうちの1種以上をも含んでいて残部がFe及び不可避不純物より成る鋼片を、仕上温度880～960℃で熱間圧延し、熱間圧延終了後は、600～700℃にまで冷却速度20～80℃/sで冷却する第1段冷却と、続いて1～10秒間空冷する第2段冷却と、その後更に350～550℃にまで冷却速度20～100℃/sで冷却する第3段冷却とを行ってから巻取

【発明の詳細な説明】

【0001】

【産業上の利用分野】この発明は、自動車足廻り等に使用する機械構造用鋼板として好適な、高強度と優れた加工性とを兼備した熱延鋼板の製造方法に関するものである。

【0002】

【従来技術とその課題】近年、連続熱間圧延によって製造されるいわゆる“熱延鋼板”は、比較的安価な構造材料として自動車を始めとする各種の産業機器類に広く使用されるようになった。ただ、その用途にはプレス加工で成形される部材が多く、従って上記熱延鋼板には“高強度”と“良好な加工性”という両端に位置する特性を両立していることが望まれる。

【0003】そこで、このような“高強度”と“良好な加工性”を兼ね備えた熱延鋼板として、例えば特開昭55-44551号公報に開示されるDP鋼（Dual Phase 鋼：フェライト+マルテンサイトの2相組織鋼）が開発

されて延性が高いことであった。しかしながら、DP鋼は加工性の中で重要な位置を占める“伸びフランジ性”が低いことから自動車足廻り等への適用は困難であった。

【0004】そのため、上記“伸びフランジ性”を改善する試みとして、例えば特開昭57-145965号公報には熱延鋼板の組織を“ポリゴナルフェライトとベイナイトの複合組織”とすることが提案されている。そして、この提案になる方法によって“DP鋼なみの延性”と“高い伸びフランジ性”とを備えた熱延鋼板を実現することができた。

【0005】しかし、上記提案の方法によって得られる熱延鋼板はC含有量が低いこともあって引張強度が実質640N/mm²未満に止まるものであり、延性、伸びフランジ性といった加工性の点では満足できるものの、自動車足廻り部材等の要求強度を十分に満たすものではなかった。もっとも、この方法に従った場合でも、Mn量の調整や添加元素等により640N/mm²以上の引張強度を有する熱延鋼板の製造も可能ではあるが、本発明者等の試験結果によると、このように強度を高めた熱延鋼板ではユーザーの成形性に対する現在の厳しい要求を満足するのは困難であった。

【0006】そして、特開昭61-19733号公報に示されているように、Cの添加によって高強度化を図ると、伸びフランジ性についてはベイナイトの生成により性能向上が認められるが、十分な延性を確保することが叶わなかった。

【0007】また、特開昭59-150018号公報に示されているように、Tiの添加で高強度化を図った場合でも、良好な伸びフランジ性を保ちつつ、延性に必要な量のポリゴナルフェライトを得るのは困難であった。

【0008】このようなことから、本発明が目的としたのは、自動車足廻り部材等としても十分に満足できる640N/mm²以上の引張強度を有し、しかも優れた延性及び伸びフランジ性を示すところの、強度と加工性との高いバランスで両立した熱延鋼板を安定提供できる手段を確立することであった。

【0009】

【課題を解決するための手段】本発明者等は上記目的を達成すべく、特に良好な延性と伸びフランジ性を示すと同時に更なる強度向上の期待が持てると判断された“ポリゴナルフェライト・ベイナイト複合組織熱延鋼板”に着目し、その特性に関して詳細な検討を加えたところ、まず次のような知見が得られた。

【0010】即ち、上記複合組織熱延鋼板は良好な延性と伸びフランジ性を示すものの、その伸びフランジ性については熱間圧延の最終パス出側温度（仕上温度）が重要な影響を及ぼしており、仕上温度を従来よりも高くすることによって伸びフランジ性が一層大幅に改善されることが明らかとなったのである。

【0011】これは、熱間圧延の仕上温度を高くすると熱延鋼板において“バンド化したベイナイト（細長いベイナイト）”の生成がなくなり、そのため伸びフランジ性を害する孔上げ時のクラック進展が抑えられるからであると考えられる。

【0012】つまり、本発明者等は、伸びフランジ性を押し量するための“孔上げ試験”におけるクラックの伝播状況を調査し、「孔上げ試験時に発生するクラックはポリゴナルフェライトとベイナイトの界面に沿って伝播するので“ベイナイトのバンド化”は孔上げ性を著しく低下させる」という新事実を知った。しかるに、ポリゴナルフェライト・ベイナイト複合組織熱延鋼板を製造する際、従来の熱延仕上温度（880℃未満）ではオーステナイトの未再結晶域での圧下量が多過ぎて未再結晶オーステナイト粒のバンド化が顕著となり、その影響によって熱延鋼板のベイナイトもバンド化してしまうのでクラックの伝播が起きやすく、それ以上の孔上げ性（伸びフランジ性）の向上が望めなかったが、仕上温度を高くすることによりこの弊害が除去される訳である。

【0013】そこで、今度は、このポリゴナルフェライト・ベイナイト複合組織熱延鋼板につき、伸びフランジ性が良好な高い仕上温度であっても640N/mm²以上の引張強度と十分な延性を確保できる手立てについて研究を重ねた。その結果、従来のC、Si、Mnを主体とした素材鋼に強化元素としてTi及びCrの適量を複合添加し、更にNを従来よりも多量に添加することで、十分な強度と延性が確保できることを見出した。

【0014】即ち、高温仕上げを行うと延性に寄与するポリゴナルフェライトが生成しにくくなるが、適量のC、Ti及びNを複合添加することで高温仕上げであっても十分なポリゴナルフェライトが生成して強度と延性の両立を実現できることが明らかとなったのである。

【0015】本発明は、上記知見事項等を基にして完成されたものであり、「C：0.03～0.11%（以降、成分割合を表す%は重量%とする）、Si：1.7%以下、Mn：0.8～2.0%、Cr：0.2～0.9%、P：0.005～0.06%、sol.Al：0.01～0.10%、Ti：0.03～0.12%、N：0.0025～0.0120%を含有するか、あるいは更にCa：0.0002～0.01%、Zr：0.01～0.10%、希土類元素：0.002～0.10%のうちの1種以上をも含むと共に残部がFe及び不可避不純物より成る鋼片を、仕上温度880～960℃で熱間圧延し、熱間圧延終了後は、600～700℃にまで冷却速度20～80℃/sで冷却する第1段冷却と、続いて1～10秒間空冷する第2段冷却と、その後更に350～550℃にまで冷却速度20～100℃/sで冷却する第3段冷却とを行ってから巻取ることによって、ベイナイトの割合が体積率で15～60%を占めるポリゴナルフェライトとベイナイトの複合組織を有し、かつ引張強度が640N/mm²以上である加工性に優れた高強度熱延鋼板を安定して製造できるようにした

点」に大きな特徴を有している。

【0016】次いで、本発明において「素材鋼の成分組成」及び「鋼板の製造条件」を前記の如くに限定した理由を説明する。

【0017】

【作用】

A) 成分割合

〈C〉Cは、高張力鋼板として必要な強度の確保やベイナイトの生成に必要な成分である。特に、鋼板に良好な伸びフランジ性を得るためには体積率で15%以上のベイナイトを生成させる必要があり、C成分を欠くことができない。そして、これら所望の効果を導くには0.03%以上のC含有量を確保する必要がある。一方、良好な伸びを確保するためにはベイナイト量を60%以下にする必要があり、そのためにはC含有量を0.11%以下に抑えなければならない。従って、C含有量は0.03～0.11%と定めたが、好ましくは0.05～0.09%に調整するのが良い。

【0018】〈Si〉Siは固溶強化元素であり、鋼板の強度を高めるのに有効な成分であるが、その含有量が1.7%を超えると溶接性や表面性状を損なうようになることから、Si含有量については上限を1.7%と定めた。好ましくは0.5～1.2%に調整するのが良い。

【0019】〈Mn〉Mnは鋼板の強度を確保する作用を有しているほか、パーライト変態を抑制してベイナイトを得るために不可欠な成分であるが、その含有量が0.8%未満では前記作用による所望の効果が得られず、一方、2.0%を超えて含有させると溶接性が劣化し、またフェライトが十分に生成しないで加工性劣化を招くようになる。従って、Mn含有量は0.8～2.0%と定めたが、好ましくは1.1～1.8%に調整するのが良い。なお、不可避不純物であるSは、Mnと結合して非金属介在物を形成するので出来るだけ低減すべきであり、少なくとも0.015%以下に抑えるのが好ましい。

【0020】〈Cr〉Crは、Mnと同様、変態強化により鋼板を高強度化する作用を有しているが、Mnとは異なってオーステナイト粒界からのポリゴナルフェライトの生成を抑制する作用は小さい。従って、鋼板に640N/mm²以上の高強度と良好な伸びを兼備させるのに不可欠な成分である。しかし、その含有量が0.2%未満では鋼板に所望の強度を確保することができず、一方、0.9%を超えて含有させるとポリゴナルフェライトの生成を抑制することになることから、Cr含有量は0.2～0.9%と定めた。

【0021】〈P〉Pは固溶強化により鋼板の強度を向上する作用を有しているが、その含有量が0.005%未満では前記作用による所望の効果が得られず、一方、0.06%を超えて含有されると加工性及び靱性の劣化が顕著になることから、P含有量は0.005～0.06%と定めた。

【0022】〈sol.Al〉sol.Alは鋼の脱酸保証のために

0.01%以上確保する必要があるが、0.10%を超えて含有させると非金属介在物が多くなって清浄性に悪影響を及ぼす。従って、sol. Al含有量は0.01~0.10%と定めた。

【0023】(Ti, 及びN) Tiは鋼板の強度向上のために添加される。また、Nを複合添加すると、多量のTiNを形成し、オーステナイトが細粒化してポリゴナルフェライトの生成が促進されると共に、TiNを核としてポリゴナルフェライトが生成しやすくなり、高強度と高延性が両立するようになる。これらの効果を得るためには、Tiを0.03%以上、そしてNを0.0025%以上含有させる必要がある。一方、Ti含有量が0.12%を超えると、フェライト中に析出するTiCが多くなって延性が低下する。また、N含有量が0.0120%を超えると、形成されるTiN量が多くなり過ぎて延性と伸びフランジ性が低下する。従って、Ti含有量は0.03~0.12%、N含有量は0.0025~0.0120%と定めた。なお、N含有量については、好ましくは0.0060~0.0100%、より望ましくは0.0080~0.0100%に調整するのが良い。

【0024】(Ca, Zr, 及び希土類元素) これらの成分は、何れも介在物の形状を調整して冷間加工性を改善する作用を有しているので必要に応じて添加することができる。しかし、その含有量がそれぞれCa: 0.0002%未満、Zr: 0.01%未満、希土類元素: 0.002%未満であると前記作用による所望の効果が得られず、一方、それぞれCa: 0.01%、Zr: 0.10%、希土類元素: 0.10%を超えて含有させると逆に介在物が多くなり過ぎて冷間加工性が劣化することになることから、それぞれの含有量をCa: 0.0002~0.01%、Zr: 0.01~0.10%、希土類元素: 0.002~0.10%と定めた。

【0025】B) 製造条件

〈熱間圧延〉熱間圧延に際しては、鋳造後の鋼片をそのまま直接的に圧延しても良いし、一旦冷却した鋼片を1100℃以上に再加熱してから圧延しても差支えない。しかし、不純物を完全に固溶させ、偏析するのを防止するために圧延に供する鋼片の温度が低くならないように留意する必要がある。

【0026】熱間圧延の仕上温度(最終パス出側温度)は、前述したように、ベイナイトのバンド状組織が生成するのを抑制するため880℃以上とし、またベイナイト量増加による加工性劣化の防止のために960℃を上回らないようにする。

【0027】即ち、880℃を下回る温度域で熱間圧延を仕上げると、展伸した未再結晶オーステナイト粒が多くなり過ぎてベイナイトのバンド化が顕著となり、加工時に発生したクラックの進展が容易となって孔抜け性が劣化する。しかし、仕上温度を880℃以上とすることで良好な孔抜け性を確保できるようになるが、好ましくはほぼ完全にオーステナイトを再結晶させるために仕上温度を900℃以上とするのが良い。一方、仕上温度が960℃を超えるとベイナイト生成量が多くなって延性

の低下を招く。

【0028】なお、図1は、熱間圧延の仕上温度が熱延鋼板の引張強度と加工性(伸び、孔抜け率)に及ぼす影響を示したグラフであるが、本発明で規定する成分組成の鋼では、熱延仕上温度を880℃以上とすることによって孔抜け率や引張強度が良好となり、仕上温度が960℃までの範囲で良好な伸びが維持されることを確認できる。

【0029】ここで、図1中に示した「本発明対象鋼(A)」及び「比較鋼(O)」はそれぞれ後述する“表1”中に記載した「A鋼」及び「O鋼」であり、鋼板特性の調査は次のように実施した。即ち、50kg真空溶解炉で上記鋼を溶製した後、得られた鋼片を1250℃に加熱してから仕上温度を変えて熱間圧延を行い、熱間圧延後40℃/sで650℃まで冷却後5秒間空冷してから50℃/sで450℃まで冷却後巻取って2.6mm厚の熱延鋼板を製造し、この熱延鋼板からJIS5号試験片を採取して引張試験を行った。また、孔抜け試験については、熱延鋼板にクリアランス10%で10φの打抜き孔を開け、頂角60°の円錐ポンチで孔抜けを行って板厚貫通割れ発生時の孔抜け率を測定し、伸びフランジ性を評価した。

【0030】〈熱延後の冷却〉熱延後、冷却速度20~80℃/sで600~700℃までの第1段の急冷を施すのは、パーライトの生成を抑制するためである。この条件が満たされないと、パーライトの生成を十分に抑制することができない。

【0031】更に、第1段冷却後の第2段冷却が重要で、バンド組織生成を抑制するために仕上温度を高めた結果としてオーステナイト粒が大きくなりフェライトが生成し難くなるため、この第2段冷却(空冷)によってフェライトの生成を促す。この場合、空冷時間が1秒未満ではフェライトの生成が十分でなく、一方、空冷時間が10秒を超えると過度のフェライト生成が生じて所望の最終組織が得られなくなるためである。

【0032】第2段冷却(空冷)の後、冷却速度20~100℃/sの第3段急冷を550℃以下まで行うのは、過度のフェライト生成を抑制し、またパーライト変態を抑制してベイナイトを得るためである。ただ、この急冷を350℃を下回る温度域まで行くとマルテンサイトが生成し、重要な加工性の一つである孔抜け性が著しく劣化するので注意を要する。なお、より好ましい第3段冷却停止温度域は400~500℃である。そして、冷却終了後は速やかに巻取りを実施し、特性の安定化を図る。

【0033】

【実施例】まず、表1に示す化学組成の鋼を50kg真空溶解炉で溶製後、熱間鍛造により60mm厚のスラブを製造した。

【0034】

【表1】

て2.6 mm厚の熱延鋼板を得た。

【0035】次に、表2及び表3に示した条件の熱間圧

【0036】

延とそれに続く冷却処理を実施した後、速やかに巻取っ

【表2】

表 2

試験 番号	適用 鋼種	熱延条件		熱延後の冷却条件				製品鋼板の測定結果					
		加熱 温度 (℃)	仕上 温度 (℃)	第1段 冷却速度 (℃/s)	第2段冷却		第3段冷却	引張強度 (MPa)	伸び (%)	孔抜け 率 (%)	引張強度 ×伸び の値	引張強度 ×孔抜け率 の値	
					空冷開始 温度 (℃)	空冷時間 (sec)	冷却速度 (℃/s)						
1	A	1200	910	40	670	5	60	430	711	26	91	18486	64701
2	A	1200	880	60	630	2	40	430	696	28	86	19488	59856
3	A	1250	900	20	650	6	80	430	709	26	90	18434	63810
4	A	1200	930	80	680	2	60	380	721	27	95	19467	68495
5	A	1200	920	40	660	5	30	530	719	28	91	20132	65429
6	A	1150	930	50	620	8	50	500	731	26	91	19006	66321
7	A	1200	920	60	670	3	80	480	713	26	92	18538	65596
8	A	1270	920	30	680	2	60	430	698	26	93	18148	64614
9	A	1250	950	40	670	5	60	450	726	27	90	19502	65340
10	A	1200	*830	40	670	5	80	450	697	27	72	18819	50184
11	A	1200	*1000	40	670	5	60	450	722	16	71	14768	65533
12	A	1200	930	*5	640	4	60	480	661	25	83	16525	54663
13	A	1200	930	30	*740	5	60	430	886	16	74	14176	65564
14	A	1200	930	40	*530	3	40	430	931	16	70	14896	65170
15	A	1200	930	30	670	*0	60	450	872	20	74	17440	64528
16	A	1200	920	40	660	3	50	*100	911	21	45	19131	40995
17	A	1200	920	40	670	3	50	*590	652	27	83	17604	54116

(注) *印は、本発明で規定する条件から外れていることを示す。

【0037】

【表3】

表 3

試験番号	適用鋼種	熱延条件		熱延後の冷却条件				製品鋼板の測定結果					
		加熱温度 (°C)	仕上温度 (°C)	第1段冷却速度 (°C/s)	第2段冷却		第3段冷却	体積率 (体積%)	降伏強度 (MPa)	引張強度 (MPa)	伸び (%)	孔抜け率 (%)	引張強度×伸びの値
					空冷開始温度 (°C)	空冷時間 (sec)							
18	B	1200	930	40	630	2	60	450	526	682	27	95	64790
19	C	1200	920	40	670	3	80	450	612	793	24	78	61854
20	D	1200	950	40	670	5	60	450	546	706	27	92	64952
21	E	1200	930	30	640	3	40	430	611	792	25	79	62568
22	F	1200	930	30	630	3	60	450	624	813	24	80	65040
23	G	1200	930	40	620	4	60	450	613	792	25	81	64152
24	H	1200	940	40	670	3	40	430	506	661	28	99	65439
25	I	1200	920	50	650	5	40	400	523	696	26	92	64032
26	J	1200	930	40	670	3	40	400	606	786	25	84	68024
27	*K	1200	930	40	660	3	60	450	534	697	21	79	55063
28	*L	1200	930	50	660	3	60	450	600	798	19	76	60648
29	*M	1250	920	50	660	3	60	430	516	676	23	88	59488
30	*N	1200	930	50	670	3	60	430	586	768	22	78	59304
31	*O	1200	920	60	660	3	60	420	533	706	22	86	60716

(注) *印は、本発明で規定する条件から外れていることを示す。

【0038】そして、得られた各熱延鋼板からJIS 5号引張試験片を採取して機械的性質を調べた。また、これら熱延鋼板に10%クリアランスで10φの孔を打ち抜いた後、60°円錐ポンチで板厚貫通割れが発生するまで引き、その際の孔の伸び率が伸びフランジ性を評価した。これらの結果を表2及び表3に併せて示す。

【0039】表2及び表3に示す結果からも明かなように、本発明法に従って製造された鋼板（試験番号1～9、試験番号18～26）は、体積率が15～60%のベイナイトを有したポリゴナルフェライトとベイナイトの複

合組織となっていて、「引張強度×伸び」で18000以上の高強度・高延性と、「引張強度×孔抜け率」で60000以上の高強度・高伸びフランジ性を示した。

【0040】一方、熱延仕上温度の低い試験番号10は、ベイナイトがバンド化したため得られた熱延鋼板の孔抜け性が低くなっている。また、熱延仕上温度が本発明で規定する範囲を超えた試験番号11と、第2段冷却の空冷開始温度の高い試験番号13と、空冷開始温度の低い試験番号14と、空冷時間の短い試験番号15では、何れもベイナイトの生成量が多くてポリゴナルフェライトの生成量

が少なかったため、得られた熱延鋼板は、孔抜け性は良好であるが伸びが低くなっている。

【0041】第1段冷却速度の遅い試験番号12と、第3段冷却停止温度が高い試験番号17では、パーライトが生成するために得られた熱延鋼板の伸びと孔抜け性が低下している。そして、第3段冷却停止温度が低い試験番号16は、マルテンサイトが生成したために得られた熱延鋼板は伸びが良好であるが孔抜け性が低くなっている。

【0042】一方、本発明の規定範囲よりも高いC含有量の鋼を使用した試験番号27では、得られた熱延鋼板の孔抜け性が低く、またベイナイトの生成量が多いため伸びが低くなっている。

【0043】また、Crの代わりにMn量を増加した鋼を素材とする試験番号28では、得られた熱延鋼板はポリゴンルフェライト生成量が少なく伸びが低くなっている。

更に、Ti量あるいはN量が少ない鋼を用いた試験番号29及び30や、Ti、Cr及びNの量が共に少ない鋼を使用した試験番号31も、同様に得られた熱延鋼板のポリゴンルフェライト生成量が少ないため、伸びが低くなっている。

【0044】

【効果の総括】以上に説明した如く、この発明によれば、高強度と優れた加工性（延性、伸びフランジ性）を兼備してホイールやアーム類といった自動車足廻り等の部品に好適な熱延鋼板を安定供給することが可能となるなど、産業上有用な効果がもたらされる。

【図面の簡単な説明】

【図1】熱間圧延の仕上温度が熱延鋼板の引張強度と加工性（伸び、孔抜け率）に及ぼす影響を示したグラフである。

【図1】

